

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **10088289 A**(43) Date of publication of application: **07.04.98**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00**C22C 38/00****B22F 1/00****C22C 33/02****C22C 38/58****G21B 1/00****G21C 3/10****G21C 3/30****G21C 3/34****G21C 5/00**(21) Application number: **08241586**(22) Date of filing: **12.09.96**(71) Applicant: **HITACHI LTD**

(72) Inventor:

ARAI MASAHIKO
HIRANO TATSUMI
AONO YASUHIKA
KATO TAKAHIKO
KONDO YASUO
INAGAKI MASATOSHI

(54) **CHROMIUM-MANGANESE AUSTENITIC
 SINTERED STEEL WITH HIGH CORROSION
 RESISTANCE AND HIGH STRENGTH, ITS
 PRODUCTION, AND ITS USE**

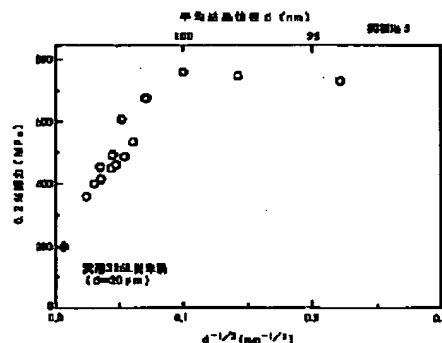
contact with high temp. water, of a nuclear fusion
 furnace, etc.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a Cr-Mn austenitic steel excellent in corrosion resistance, strength, and radiation exposure damage resistance and its production and also to provide a nuclear reactor, a nuclear fusion reactor, and their component parts, by uniformly refining crystalline grain size into superfine state.

SOLUTION: The Cr-Mn austenitic sintered steel with high corrosion resistance and high strength is a steel containing, by weight, $\leq 0.1\%$ C, $\leq 1\%$ Si, $\leq 0.4\%$ N, 9-25% of (Mn+Ni) under the condition that Mn is >2 to 15%, and 14-20% Cr and having $\leq 1\mu\text{m}$ average crystalline grain size and $\leq 90\text{vol.}\%$ of austenitic phase or a steel further containing, besides the above, at least one kind among $\leq 3\%$ Mo, $\leq 1.0\%$ Ti, $\leq 2.0\%$ Zr, and $\leq 1.0\%$ Nb and having the above characteristics. These steels are used for a structure in a nuclear reactor and a part, to be subjected to neutron irradiation and brought into



特開平10-88289

(43) 公開日 平成10年(1998) 4月7日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00	3 0 2 L
	3 0 4		3 0 4
B 2 2 F 1/00		B 2 2 F 1/00	F
C 2 2 C 33/02		C 2 2 C 33/02	B
38/58		38/58	
審査請求 未請求 請求項の数20 O L (全 22 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平8-241586

(22) 出願日 平成8年(1996) 9月12日

(71) 出願人 000005108

株式会社日立製作所

東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地

(72) 発明者 新井 将彦

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株

式会社日立製作所日立研究所内

(72) 発明者 平野 辰己

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株

式会社日立製作所日立研究所内

(72) 発明者 青野 泰久

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株

式会社日立製作所日立研究所内

(74) 代理人 弁理士 小川 勝男

最終頁に続く

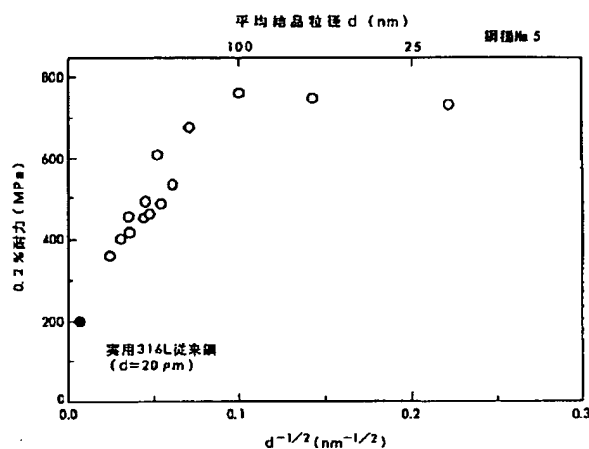
(54) 【発明の名称】 高耐食性高強度C r-M n系オーステナイト焼結鋼とその製造方法及びその用途

(57) 【要約】

【課題】結晶粒径を均一に超微細化することにより、耐食性、強度耐放射線照射損傷に優れたC r-M n系オーステナイト鋼、その製造法及びそれを用いた原子炉及び核融合炉とそれらの構成部品を提供する。

【解決手段】重量で、C 0.1%以下、S i 1%以下、N 0.4%以下、M n 2%を越え15%以下の範囲で(M n+N i) 9~25%及びC r 14~20%を含有し、平均結晶粒径が1 μ m以下であり、90体積%以上のオーステナイト相を有する高耐食性高強度C r-M n系オーステナイト焼結鋼、またはこれにM o 3%以下、T i 1.0%以下、Z r 2.0%以下、N b 1.0%以下の少なくとも1種を含み、これらの鋼を原子炉内構造物、核融合炉などの中性子照射を受け高温水に接する部分に用いる。

図 9



【特許請求の範囲】

【請求項1】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%及びCr14~20%を含有し、平均結晶粒径が1 μ m以下であり、90体積%以上のオーステナイト相を有することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項2】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%、Cr14~20%及びMo3%以下を含有し、平均結晶粒径が1 μ m以下であり、90体積%以上のオーステナイト相を有することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項3】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%、Cr14~20%及びTi1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の1種又は複数の元素を2.0%以下を含有し、平均結晶粒径が1 μ m以下であり、90体積%以上のオーステナイト相を有することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項4】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%、Cr14~20%、Mo3%以下及びTi1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の1種又は複数の元素を2.0%以下を含有し、平均結晶粒径が1 μ m以下であり、90体積%以上のオーステナイト相を有することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項5】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%、及びCr14~20%含有する鋼粉又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の1種又はTi、Zr、Nbの複数の元素を2.0%以下を含有する鋼粉に結晶粒径20nm以下でかつ加工誘起マルテンサイト変態相を有する加工粉末を形成する工程と、前記加工粉末を1000℃以下の温度で熱間静水圧焼結又は熱間押し出し加工を施す工程とを有することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項6】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、P0.045%以下、S0.03%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%及びCr14~20%を含有するオーステナイト鋼において、加工誘起マルテンサイト相を含む機械的加工粉末を用いて700℃~1050℃の温度で固相化熱処理、あるいは固相化熱処理とそれに続く固相化物の加工熱処理を実施し、室温の体積率で90%以上がオーステナイト相であり、平均結晶粒径が10nm~10

00nmであることを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項7】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、P0.045%以下、S0.03%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%、Cr14~20%及びMo2~3%を含有するオーステナイト鋼において、加工誘起マルテンサイト相を含む機械的加工粉末を用いて、700℃~1050℃の温度で固相化熱処理、あるいは固相化熱処理とそれに続く固相化物の加工熱処理を実施し、室温の体積率で90%以上がオーステナイト相であり、平均結晶粒径が10nm~1000nmであることを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項8】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、P0.045%以下、S0.03%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%、Cr14~20%、及びTi1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下のうち1種あるいは複数の元素を2.0%以下を含むオーステナイト鋼において、加工誘起マルテンサイト相を含む機械的加工粉末を用いて、700℃~1050℃の温度で固相化熱処理、あるいは固相化熱処理とそれに続く該固相化物の加工熱処理を実施し、室温での体積率で90%以上がオーステナイト相であり、平均結晶粒径が10nm~1000nmであることを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項9】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、P0.045%以下、S0.03%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%、Cr14~20%、Mo2.0~3.0%、及びTi1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下のうち1種あるいは複数の元素を2.0%以下を含むオーステナイト鋼において、加工誘起マルテンサイト相を含む機械的加工粉末を用いて700℃~1050℃の温度で固相化熱処理、あるいは固相化熱処理とそれに続く固相化物の加工熱処理を実施し、室温の体積率で90%以上がオーステナイト相であり、平均結晶粒径が10nm~1000nmであることを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼。

【請求項10】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%及びCr14~20%を含有する鋼粉又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有する鋼粉をアトマイズ粉末あるいは綫体として前記組成を満たす混合粉末を100℃以下で30~100時間アトライトあるいはボールミルを用いて機械的にグラインディングまたは合金化処理し、結晶粒径が15nm以下の加工誘起マルテンサイト変態相を有する加

工粉末を形成する工程と、前記加工粉末を熱間静水圧焼結または熱間押し出し法にて700～1050℃の温度範囲で固形化熱処理あるいは固形化熱処理とそれに続く最終加工熱処理をすることにより室温の体積率で90%以上がオーステナイト相となり、10nm～1000nmの範囲で平均結晶粒径を調整することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼の製造方法。

【請求項11】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9～25%及びCr14～20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする原子炉内部材。

【請求項12】重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9～25%及びCr14～20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする締結部材。

【請求項13】水と接触し、中性子照射を受けるCr-Mn系オーステナイト鋼からなる構造部材において、平均結晶粒径が1μm以下であることを特徴とする高耐食性高強度構造部材。

【請求項14】原子炉圧力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの構造部品を備えた原子炉において、前記構造部品の少なくとも一つが、1μm以下の平均結晶粒径を有するCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする原子炉。

【請求項15】中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの構造部品を備えた原子炉において、前記構造部品の少なくとも一つが、重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9～25%及びCr14～20%を含み、又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含み、1μm以下の平均結晶粒径を有するCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする原子炉。

【請求項16】請求項14において、前記原子炉の熱出力が3200MW以上、原子炉圧力7.0MPa以上、

原子炉水温度288℃以上、前記電気出力が1100MW以上であり、前記原子炉圧力容器内に設けられた中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド及び上部格子板の各構成部品の少なくとも一つを30年以上無交換で使用でき、稼働率を85%以上とした原子力発電プラント。

【請求項17】請求項14において、前記原子炉の熱出力が4300MW以上、原子炉圧力が7.0MPa以上、原子炉水温度が288℃以上、前記電気出力が1500MW以上、稼働率85%以上及び12ヶ月運転後の定検期間を1回当たり50日以内とした原子力発電プラント。

【請求項18】原子炉圧力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの構造部品を備えてなる原子炉用構成部品において、前記構造部品の少なくとも一つが全オーステナイト組織を有し、平均結晶粒径が1μm以下であるCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする原子炉用構成部品。

【請求項19】水冷構造を有する真空容器内にプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバタ、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有する第一壁の構成部品を備えた核融合炉において、前記構成部品の少なくとも一つが平均結晶粒径が1μm以下であるCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする核融合炉。

【請求項20】水冷構造を有する真空容器、セラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバタ、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有する第一壁を備えた核融合炉用構成部品において、前記構成部品の少なくとも一つが、平均結晶粒径が1μm以下であるCr-Mn系オーステナイト鋼よりなることを特徴とする核融合炉用構成部品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は新規なオーステナイト鋼に係り、特に、腐食環境、高応力負荷環境下で使用するに好適な構造用Cr-Mn系オーステナイト鋼とその製造法、用途に関する。本発明は新規なオーステナイト鋼に係り、特に原子炉炉心等の放射線照射環境下で使用するに好適な構造用Cr-Mn系オーステナイト鋼とその製造法、用途に関する。

【0002】

【従来の技術】オーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性、加工性、経済性の面から構造材料として好適な特性を具備しており、構造部品の材料として広く用いられている。しかし、他の構造用鋼と比較して強度が十分でない欠点を有している。オーステナイト鋼の合金組成を変

えずに、耐食特性を維持し、強度を向上させる方法として、変形抵抗となる粒界を材料中に多数導入する所謂結晶粒径微細化法がある。結晶粒界は異なる結晶方位を持つ単結晶間の境界であり、粒内の整然とした原子配列の結晶格子とは相違して乱れた結晶構造を有する。変形を担う転位は応力下で粒内を運動して変形を起こすが、粒界の存在は転位との相互作用を引き起こし、転位が乱れた粒界を通過する時に大きな抵抗を生む。この変形抵抗は結晶粒径の関数として結晶粒径の $-1/2$ 乗に比例して増加し、所謂ホール・ペッチの法則に従うことがよく知られている。

【0003】近年、圧延プロセスでオーステナイト鋼に対し加工誘起マルテンサイト変態および高温での逆変態を起こさせ、オーステナイト結晶粒径をサブミクロンサイズまで微細化させた研究が進展中であり、例として製造方法等が鉄と鋼、日本鉄鋼協会、第80巻、1994年、529-535ページ及び日本金属学会会報、第27巻、第5号、1988年、400-402ページに報告されている。

【0004】オーステナイト鋼は、耐食性のCrを含有し、腐食環境下に対する抵抗を有していることから、例えば原子炉内で使用する構造部品の製造用として多く用いられている。しかし、軽水炉炉心のオーステナイト鋼部材は使用中に被る長期の放射線照射により、不純物の結晶粒界への偏析あるいは延性の低下等の機械的性質が低下することが知られている。例えば、通常の溶体化熱処理で結晶粒径を数十 μm 程度の多結晶としたオーステナイト系ステンレス鋼では、炉心部で照射量が $4 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$ 以上の中性子照射を受けた場合、均一延びが1%以下になる。このような照射下での強度劣化現象の金属学的メカニズムは、照射によって導入される空孔、格子間原子等の素欠陥が集合して形成される二次欠陥の存在により変形抵抗が増大すると説明されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかし製造方法で、一般的な傾向として溶体化材が一気に圧延される工程である逆変態熱処理工程あるいは熱加工工程では、結晶粒径は、強い加工性の影響、すなわち圧延方向及び厚さ方向の加工度に強く依存して方向に対して不均一となり易い。また本方法では加工度に上限があり、サブミクロンからナノスケールまでの超微細結晶化はより困難である。

【0006】ナノ結晶を有するオーステナイト系ステンレス鋼は、組成の持つ耐食性に加えて、結晶粒の超微細化のために高強度が達成され、また超微細結晶であるが故に粒界での不純物の希釈効果および特に照射損傷による組織変化にも抵抗性がある利点を有する。

【0007】オーステナイト鋼組成を有するナノ結晶化バルク材の製造には以下の課題がある。結晶粒径のナノスケール化には、低温でオーステナイト相をより強加工

するプロセスが必要である。また結晶粒径の均一化には強い圧延組織が残存する溶体化した部材の強圧延以外の方法の選択が必要である。以上の課題に対して期待できる製造方法として機械的グラインディング法の活用がある。このプロセスでは、素材粉は圧延法よりもより微細な加工誘起マルテンサイト相に変態され、そのため加工粉末の固形化熱処理でも粗大化が抑制されて、ナノ結晶化され易い。また本法では加工粉末の固形化熱処理およびそれに続く組織調整のための高温での加工熱処理でも結晶粒径の不均一性は圧延プロセスに比べて十分に小さいことが期待される。

【0008】本発明の目的は、結晶粒径を均一に超微細化することにより、耐食性、強度、耐放射線照射損傷に優れたCr-Mn系オーステナイト鋼、その製造法及びそれを用いた原子炉及び核融合炉とそれらの構成部品を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明は、重量で、C 0.1%以下、Si 1%以下、N 0.4%以下、Mn 2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni) 9~25%及びCr 14~20%を含有し、平均結晶粒径が $1 \mu\text{m}$ 以下であり、90体積%以上のオーステナイト相を有することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼にある。

【0010】更に、本発明は上述の合金に、Mo 3%以下、Ti 1.0%以下、Zr 2.0%以下、Nb 1.0%以下の1種又は複数の元素をTi、Zr及びNbの総量で2.0%以下を含むものである。

【0011】また、本発明は重量で、C 0.1%以下、Si 1%以下、N 0.4%以下、Mn 2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni) 9~25%及びCr 14~20%含有する鋼粉又はこれにMo 3%以下、Ti 1.0%以下、Zr 2.0%以下、Nb 1.0%以下の少なくとも1種又はTi、Zr、Nbの複数の元素を2.0%以下を含有する鋼粉に結晶粒径20nm以下でかつ加工誘起マルテンサイト変態相を有する加工粉末を形成する工程と、加工粉末を1000℃以下の温度で熱間静水圧焼結又は熱間押し出し加工を施す工程とを有することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼にある。

【0012】本発明は、重量で、C 0.1%以下、Si 1%以下、P 0.045%以下、S 0.03%以下、N 0.4%以下、Mn 2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni) 9~25%及びCr 14~20%を含有するオーステナイト鋼で、加工誘起マルテンサイト相を含む機械的加工粉末を用いて700℃~1050℃の温度で固形化熱処理、あるいは固形化熱処理とそれに続く該固形化物の加工熱処理を実施し、室温の体積率で90%以上がオーステナイト相であり、該相の平均結晶粒径が10nm~1000nmであることを特徴とする高耐食性

高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼にある。

【0013】本発明は前述と同様にMo、Ti、Zr及びNbを含むものである。

【0014】本発明は、重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%及びCr14~20%を含有する鋼粉又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有する鋼粉をアトマイズ粉末あるいは総体として該組成を満たす混合粉末を100℃以下で30~100時間アトライトあるいはボールミルを用いて機械的にグラインディングまたは合金化処理し、結晶粒径が15nm以下の加工誘起マルテンサイト変態相を有する加工粉末を形成する工程と、該加工粉末を熱間静水圧焼結または熱間押し出し法にて700℃~1050℃の温度範囲で固形化熱処理あるいは固形化熱処理とそれに続く温度域での最終加工熱処理をすることにより室温の体積率で90%以上がオーステナイト相となり、10nm~1000nmの範囲で平均結晶粒径を調整することを特徴とする高耐食性高強度Cr-Mn系オーステナイト焼結鋼の製造方法にある。

【0015】本発明は、重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%及びCr14~20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする原子炉内部材にあり、他前述したCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成される。

【0016】本発明は、重量で、C0.1%以下、Si1%以下、N0.4%以下、Mn2%を越え15%以下の範囲で(Mn+Ni)9~25%及びCr14~20%を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼又はこれにMo3%以下、Ti1.0%以下、Zr2.0%以下、Nb1.0%以下の少なくとも1種でTi、Zr、Nbの複数の元素を合計で2.0%以下を含有するCr-Mn系オーステナイト焼結鋼よりなることを特徴とする締結部材にあり、他前述のCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成される。

【0017】本発明は、水と接触し、中性子照射を受けるCr-Mn系オーステナイト鋼からなる構造部材で、該部材は平均結晶粒径が1μm以下であることを特徴とする高耐食性高強度構造部材にある。

【0018】本発明は、原子炉压力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの各構造部品を備えた原子炉で、該原子

炉の構造部品の少なくとも一つを前述の本発明に係わるCr-Mn系オーステナイト鋼又は中性子照射を受け高温高压水に接する表面を前述の本発明の鋼によって構成したことを特徴とする原子炉及びその原子炉内構成部品にある。

【0019】本発明は、原子炉压力容器内に中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装管、制御棒挿入パイプ、シュラウド、上部格子板、燃料集合体用被覆管及びチャンネルボックスの各構造部品を備えた原子炉用構成部品で、構造部品の少なくとも一つが全オーステナイト組織を有する前述のCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成される。

【0020】本発明は、原子炉压力容器内に収納された原子燃料によって得られた熱出力で蒸気タービンを回し、蒸気タービンの回転によって発電機を駆動し、それによって電気出力を得る原子力発電プラントで、原子炉の熱出力が3200MW以上、原子炉圧力7.0MPa以上、原子炉水温度288℃以上、電気出力が1100MW以上であり、原子炉压力容器内に設けられた中性子源パイプ、炉心支持板、中性子計装検出管、制御棒挿入パイプ、シュラウド及び上部格子板の各構成部品の少なくとも一つを30年以上無交換で使用でき、稼働率を85%以上としたことを特徴とする原子力発電プラントにある。

【0021】本発明は、原子炉压力容器内に収納された原子燃料によって得られた熱出力で蒸気タービンを回し、該蒸気タービンの回転によって発電機を駆動し、それによって電気出力を得る原子力発電プラントで、原子炉の熱出力が4300MW以上、原子炉圧力が7.2MPa以上、原子炉水温度288℃以上、電気出力が1500MW以上の稼働率を85%以上及び12ヶ月運転後の定検期間を1回当たり50日以内としたことを特徴とする原子力発電プラントにある。

【0022】本発明における原子炉及び原子力発電プラントは前述のCr-Mn系オーステナイト鋼との組合せは勿論である。更に、原子力発電の高効率化には蒸気条件を高めることが必須であり、そのためには原子炉によって得た蒸気をガスタービンとの複合サイクルとし、その排熱を用いて300℃~500℃の蒸気とする過熱蒸気を得ることによって達成される。

【0023】本発明は、水冷構造を有する真空容器内にプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバータ、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられ水冷構造を有する第一壁を備えた核融合炉で、該核融合炉の構成部品の少なくとも一つ、さらに、水冷構造を有する真空容器、セラミックスタイルが設けられ水冷構造を有するダイバータ、およびプラズマ側にセラミックスタイルが設けられた水冷構造を有する第一壁の少なくとも一つを、前述の本発明に係るCr-Mn系オーステナイト鋼によって構成したこと、又は中

性子照射を受け高温高压水に接する表面を前述の本発明の鋼によって構成したことを特徴とする核融合炉又は核融合炉内構成部品にある。

【0024】本発明の鋼は室温における耐力が300MPa以上、伸び率0.5%以上が好ましく、特に、耐力400~600MPa、伸び率10~30%が好ましい。

【0025】本発明に係る鋼を前述のBWR原子炉内構造物に用いることにより原子炉内構造物を交換することなく30年以上使用することができ、特に40年間同様に使用できる。更に、原子炉として熱出力3200MW以上、原子炉圧力7.0MPa以上、温度288℃以上である大容量に対して長期にわたる使用で有効である。更に、本発明に係る鋼を同様に用いたABWR原子炉では熱出力4300MW以上、炉圧力7.2MPa以上、温度288℃以上とし、電気出力を1500MW以上の大容量化が達成できるものである。更に、このABWRでも前述の構造物を無交換で30年以上の使用が可能となるものである。

【0026】特に、本発明に係る鋼を用いることにより定検時被曝量を20mSV/人年以下、定検期間を30月以内、稼働率90%以上、熱効率35%以上、ボイド係数-2.8~-4.2%、取出燃焼度45~70GWd/tとすることが可能である。

【0027】本発明が解決しようとする耐食性に優れたオーステナイト鋼の高強度化は、結晶粒径の超微細化により解決できる。このことは、結晶粒界が塑性変形を担う転位のすべり運動の障害物になることから粒界の密度を極限まで高めることで塑性変形抵抗性が飛躍化できることで説明される。

【0028】ナノスケールまでのオーステナイト鋼結晶粒の超微細化は、加工によるオーステナイト系ステンレス鋼の加工誘起マルテンサイト変態および高温でのオーステナイト相への逆変態の性質を応用するのがより効果的である。従来加工法の圧延法では加工度に上限があり、微細な加工誘起マルテンサイトが十分蓄積されない。超微細化には粉末冶金法を適用して、極めて強加工が達成でき、合金化プロセスの併用が可能な機械的グライディングを活用するのがよい。粉末素材の強加工には加工粉末の量産が期待できるアトライタあるいは遊星型ボールミルが適している。加工により初期結晶構造が面心立方構造のオーステナイト相(γ)である粉末を体心立方構造のマルテンサイト相(α')に変態させるが、逆変態で少なくとも数十nm粒径の超微細 γ 相を得るには粒径が少なくとも15nm以下の α' とするのがよい。

【0029】加工粉末の固形化は現状技術では大型部材が得やすいHIPあるいは熱間押し出し法が好適である。固形化温度は要求される最終結晶粒径に依存するが、加工粉末の焼結が可能な温度域以上、すなわち70

0℃以上が望ましく、特にナノスケール粒径を求める場合は再結晶温度900℃以下の条件を付した方がよい。再結晶温度以上では原子拡散はより活発で、粒径の成長が生じる。サブミクロンサイズの結晶粒径径を得る時には900℃以上での処理も可能である。加工粉末では、加工により導入される多量の格子欠陥(点欠陥)の働きで原子拡散がより低温でも活発である。またこの下限近くの温度での固形化熱処理で固化物中に未焼結部分が存在する場合には、その後の下限温度以上の熱間加工でそれらを消滅させることが可能である。いずれにしても要求される最終の結晶粒径に調整および均質な組織とするためには、さらに700℃~1050℃間で圧延等の熱間加工を実施することが望ましい。棒、板、帯及び管形状等の種々の形状の部材を製造する場合には、最終粒径調整工程で加工することが望ましい。

【0030】本Cr-Mn系オーステナイト鋼に関しては、耐食性、強度、耐照射性等の要求を満たす条件に依存し、望ましい結晶の平均粒径は、10nmから100nmの範囲にあることであり、特に微細結晶オーステナイト鋼の変形挙動によって要求される結晶粒径は三つの領域に分類される。金属、合金におけるナノスケールまでの結晶粒径と耐力の関係は一般的な傾向として図1に示されるように耐力のピーク点に対応する粒径Aを持つ。粒径の減少と共に耐力が減少し、転位による変形が起き難い(伸びが小さい)領域、すなわち10nmから最大耐力値を示すAまでの領域Iとしたホール・ペッチ則に従って耐力が増加し、結晶粒内での転位のすべり運動により変形が進行して比較的塑性伸びを有する粒径領域、すなわちAから500nmまでの領域II及び500nmから1000nmまでの領域IIIとに分けられる。領域Iの下限10nmの設定は、最終 γ 相粒径を得るための α' の微細化が最大に見積っても5nmから10nmの範囲にとどまることによる。また上限の1000nmは現状の超微細化技術動向の下限と思われるからである。またこの領域は高温での粒界すべりによる超塑性効果を持ち、高温での加工性を向上させる利点を有している。領域IIが強度的に最も好適な領域であり、使用強度の要求が最も望まれる部材に好適である。領域IIIは靱性を期待する部材に好適である。

【0031】上記の範囲のCr-Mn系オーステナイト鋼の耐食性は耐食性の化学組成を有する理由以外にも結晶をより均質化及び微細化することにより達成できる。機械的グライディングは、溶融凝固で製造された鋼に比して、非平衡固溶体の加工粉末の製造と低温での固形化により腐食に関与する粒内での溶質原子の偏析、析出が少ない組織とすることができる。これは、溶融過程を経ないことによる。また腐食性の不純物は結晶粒の微細化により多数ある格子間隔の拡張した粒界に原子レベルで保有され、より析出し難い。さらに粒径の微細化は孔食の形成および数に影響を与え、耐食性を向上させる。

【0032】中性子照射による材料損傷に関しては、数十nm程度の通常粒径のオーステナイト系ステンレス鋼で発生する照射誘起拡散に伴う偏析や塑性変形を阻害する照射欠陥の蓄積が、結晶粒径を限りなく微小化することにより改善される。結晶粒の微細化はバルク体積率で格子間隔の拡張した粒界の占有率を高め、偏析発生を抑制することができる。また粒径が照射欠陥のサイズにより近くなることで、欠陥と粒界との相互作用が大きくなり粒界での欠陥の消滅頻度が高まることで粒内の塑性変形を阻害する欠陥量を低減することができる。

【0033】以上のように、材料の結晶粒径を微細化して結晶粒界を多数導入することで、強度が増し、また、耐食、耐応力腐食割れ性を向上させ、さらに、耐放射線照射損傷性が向上する。本発明は強度を上昇させるとともに、割れを防止し、耐腐食性、耐照射損傷性を向上させたCr-Mn系オーステナイト鋼を提供するにある。

【0034】Niはオーステナイト相を安定にし耐食性を高めるために7%以上含有させる。高Ni量は耐食性を向上させるが、他の部材と同一腐食環境下で使用する場合には接触部で電気化学反応を生じ、他の部材の腐食を促進させるので、上限は23%が好ましく、より18%が好ましい。

【0035】Mnは素材粉末鋼の製造の際、脱酸材さらに脱硫材として添加されている。またMnはオーステナイト生成元素であり、Niと置換することが可能である。高Mn量は σ 相を生成させるためMnは2%を越え15%以下とする。

【0036】耐食性を高めるのにMnとNiの複合添加は9%以上が必要である。MnとNi複合添加の上限はNi単独添加にならない25%が好ましい。

【0037】Nはオーステナイト生成元素である。Mn10%を越え、Cr15%以上の高Mn高Cr鋼になると σ 相が生成しやすいため、N添加が σ 相の抑制に有効である。高N量は製造コストがかかるため0.5%以下が望ましい。低Mn低Crの鋼では添加しなくともよい。

【0038】Crは耐食性を向上させるために14%以上が必要である。しかし、20%を越えるとオーステナイト相を不安定化し、また σ 相を生成させ脆化させるため14~20%が好ましい。

【0039】Siは素材粉末鋼の製造の際、脱酸剤として添加されている。市販SUS304、SUS316等のJIS規格に準じてSiは1%以下、特に、0.2~0.5%が好ましい。

【0040】P、Sは素材粉末の製造時に含有され、耐食性に悪い効果を有している。市販SUS304、SUS316等のJIS規格に準じてPは0.045%以下、Sは0.03%以下が好ましい。

【0041】Moは耐食性及び固溶強化型添加元素である。しかし3%を越えて添加すると σ 相を生成させ、材

料の脆化を引き起こすので、良好な耐食性及び強度を付与するには3%以下、2~3%の添加が好ましい。

【0042】Cは材料が溶接継ぎ手として使用される場合は熱影響部の耐食性からできるだけ低減させることが好ましく、利用できる素材粉末中のC量に依存する。しかし非溶接部材として利用する場合には材料の強化、粒界の強化に高めに添加するほうがよい。上限で0.1%が好適である。これ以上では炭化物の析出が起りやすくなり、本来のオーステナイト鋼の特性が失われる。

【0043】Ti、Zr、Nbは、炭化物及び酸化物形成元素であり、また固溶状態ではオーバーサイズ原子であるためそれらの添加により照射によって導入される原子空孔を固着して耐照射性を向上させる。0.1%以上の高炭素組成では、これらの元素の添加はそれらの元素を含む多量の炭化物を生成して材料を脆くするため、有効でない。一般に素材粉末は0.2%近く酸素を含有しており、また含有C量も考慮してO、Cを固定化するためにはTi、Zr、Nbの添加は、単独添加では、それぞれ1.0、2.0、1.0%、また複合添加では最大1.5%までが好適である。添加元素の余剰分は固溶して効果を発揮する。

【0044】以上のように、材料の結晶粒微を微細化して結晶粒界を多数導入することで、強度が増し、また、耐食、耐応力腐食割れ性を向上させ、さらに、耐放射線照射損傷性が向上する。

【0045】本発明の鋼は、一般的に粒界が材料劣化の主因となり得る環境化で使用される強度部材に適用され得る。また、原子炉炉心だけでなく、水冷炉環境や水素が存在する環境で使用され、放射線照射損傷を受ける構造部材に適用され得る。

【0046】

【発明の実施の形態】

（実施例1）本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼の作製方法の実施例を説明する。本実施例では機械的合金化処理に図2のアトライタを使用した。この装置の構成は、容積25リットルのステンレス製粉砕タンク1、タンク1の冷却水入口2、冷却水出口3、アルゴンまたは窒素ガスの置換ガスをシールするガスシール4、重量5kgの混合粉末5、粉砕タンク内の直径10mmの鋼製ボール6、アジテータアーム7からなる。外部駆動系から回転がアーム軸8に伝えられ、アジテータアーム7が回転運動する。アジテータアーム7によってボール6が攪拌され、ボール6間同士、ボール6とタンク1の内壁間で衝突が生じ、混合粉末5が強加工され微細結晶粒を有する合金粉末が得られた。アーム軸8の回転速度は170rpmで行った。本発明に係る各種結晶粒超微細化オーステナイト鋼の主要化学成分（重量%）が表1中No.1~8に示される。

【0047】

【表1】

化 学 組 成 (wt%)

No.	Fe	Cr	Ni	Mn	N	P	Si	S	C	Mo	Ti	Zr	Nb
1	bal.	18.7	9.3	2.1	—	0.04	0.3	0.02	0.05	—	—	—	—
2	bal.	19.1	2.1	10.2	—	0.03	0.4	0.02	0.02	—	—	—	—
3	bal.	14.8	20.1	4.5	—	0.03	0.3	0.02	0.09	—	—	—	—
4	bal.	17.1	15.2	3.0	0.01	0.03	0.3	0.02	0.01	—	—	—	—
5	bal.	17.8	11.8	4.2	—	0.03	0.3	0.02	0.02	2.1	—	—	—
6	bal.	16.9	9.5	14.8	0.32	0.03	0.4	0.02	0.05	2.5	—	—	—
7	bal.	14.6	9.9	2.6	—	0.03	0.3	0.02	0.09	2.3	—	—	—
8	bal.	19.6	9.2	4.2	—	0.03	0.3	0.02	0.01	2.8	—	—	—
9	bal.	18.5	6.8	2.7	0.04	0.03	0.2	0.02	0.05	—	0.3	—	—
10	bal.	19.5	11.1	3.4	—	0.03	0.2	0.02	0.02	—	—	0.3	—
11	bal.	18.9	4.5	14.3	0.35	0.03	0.3	0.02	0.05	—	—	—	0.3
12	bal.	18.5	10.8	12.5	—	0.04	0.2	0.02	0.02	—	1.0	—	—
13	bal.	19.2	8.0	4.2	—	0.03	0.2	0.02	0.04	—	—	2.0	—
14	bal.	18.8	10.2	12.1	0.11	0.03	0.5	0.02	0.05	—	0.2	0.1	—
15	bal.	18.1	9.8	2.4	—	0.03	0.2	0.02	0.05	—	0.7	—	0.2
16	bal.	19.1	17.8	3.2	—	0.03	0.2	0.02	0.05	—	—	—	1.0
17	bal.	17.2	11.2	3.2	0.23	0.04	0.2	0.02	0.02	2.2	0.3	—	—
18	bal.	17.6	11.1	4.1	—	0.03	0.6	0.01	0.06	2.1	0.2	0.3	—
19	bal.	16.3	13.3	2.3	—	0.03	0.3	0.02	0.05	2.2	0.7	—	0.6
20	bal.	16.9	12.1	2.5	—	0.03	0.2	0.01	0.05	2.5	—	1.2	—
21	bal.	17.4	10.3	2.4	—	0.03	0.2	0.02	0.04	2.3	0.4	—	0.3
22	bal.	14.2	3.2	8.1	—	0.03	0.7	0.02	0.05	2.0	—	0.1	0.3
23	bal.	16.2	12.3	5.1	—	0.04	0.2	0.02	0.05	2.5	0.2	0.2	0.6
24	bal.	17.5	12.0	5.2	—	0.03	0.2	0.02	0.05	2.1	0.5	0.7	0.2

表 1

【0048】No. 4, 6は容器内を窒素ガスで置換して行った。代表例として本発明のNo. 5の鋼種について図3、図4及び図5にミリング時間とX線回折法により測定した回折ピーク、平均結晶粒径及び相変化の関係をそれぞれ示した。平均結晶粒径は100nm以下についてはX線回折法を用い、100nm以上については電子顕微鏡を用いて測定した。ミリング時間が30時間以上

で平均結晶粒径はほぼ8nmで飽和して $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態が完了しており、60時間ミリングした該粉末を熱間等方加圧処理(HIP)〔条件1: 850℃×0.5時間, 2000kgf/cm²〕によりバルク材とした。表2に、HIP処理条件をまとめた。

【0049】

【表2】

表 2

	温度(℃)×時間(h)	圧力(kgf/cm ²)
条件1	850(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)
条件2	900(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)
条件3	950(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)

【0050】(実施例2)本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼の作製方法の実施例を説明する。本実施例では機械的合金化処理に図6の遊星型ボールミル装置を使用した。この装置の構成は、真空引き弁9と、Arガスまたは窒素ガスの置換弁10及び温度計測用の小穴11を具備するステンレス製の蓋12、容積500ccのステンレス容器13、重量300gの混合粉末14、容器13内の直径10mmの鋼製ボール15からなる。外部駆動系から回転が回転盤16に伝えられ、その上に十文字に配置された4基の容器13には遠心力が生じると共に各容器13自身の回転も起こり、ボール15は容器13の内壁に沿って回転運動し、ボール15間同士、ボール15と容器13の内壁間で衝突が生じ、混合粉末14が強加工され微細結晶粒を有する合金粉末が得られた。回転盤の回転速度は150rpmで行った。本発明に係る各種結晶粒超微細化オーステナイト鋼の主要化学成分が表

1中No. 1-24に示される。No. 9, 11, 17は容器内を窒素ガスで置換して行った。微細結晶粒を有する合金粉末を熱間等方加圧処理(HIP)〔条件1: 850℃×0.5時間, 2000kgf/cm²〕によりバルク材とした。

【0051】(実施例3)表1に示した組成の結晶粒超微細化オーステナイト鋼のHIP処理したバルク材料を、900℃, 950℃, 1000℃, 1050℃の温度でそれぞれ0.5時間真空焼鈍した。また、1050℃で、0.25, 0.5, 1.0, 2.0, 5.0, 10.0時間真空焼鈍し、これらの試料に室温で引張試験(歪み速度: $\sim 10^{-4}$ /s)を行った。C濃度の高い鋼及びTi, Zr, Nbを添加した鋼では、C濃度の低い鋼及びTi, Zr, Nbを添加した鋼に比して結晶粒の成長が遅れ、C, Ti, Zr, Nbには結晶粒成長抑制効果があった。代表例として本発明のNo. 5の鋼種について図

7に焼鈍時間30分の場合の焼鈍温度と平均結晶粒径、
図8に焼鈍温度1050℃の場合の焼鈍時間と平均結晶
粒径、図9に平均結晶粒径と耐力の関係を従来材の実用
316L鋼と共にそれぞれ示し、表3には平均結晶粒径

と耐力及び伸びの関係を示した。

【0052】

【表3】

表 3

	平均結晶粒径(nm)	0.2%耐力(MPa)	伸び(%)
No. 5-1	20	735	0.9
No. 5-2	50	775	1.2
No. 5-3	80	790	3.2
No. 5-4	200	690	3.6
No. 5-5	275	529	1.3
No. 5-6	350	486	2.1
No. 5-7	370	607	5.0
No. 5-8	425	464	1.8
No. 5-9	486	454	1.7
No. 5-10	500	486	1.3
No. 5-11	796	457	2.5
No. 5-12	816	415	1.8
No. 5-13	1095	401	2.3
No. 5-14	1600	363	2.4
従来材	20000	200	57-65

【0053】また表4に本発明のNo. 5, No. 7, 及び
No. 17の鋼種について、1050℃で、0.5 時間真
空焼鈍した時の平均結晶粒径、耐力及び伸びをまとめ

た。

【0054】

【表4】

表 4

No.	平均結晶粒径(nm)	0.2%耐力(MPa)	伸び(%)
5	486	454	1.7
7	421	472	1.4
17	413	475	1.3

【0055】平均結晶粒径は100nm以下については
X線回折法を用い、100nm以上については電子顕微
鏡を用いて測定した。表1に示した組成の機械的合金化
処理粉末に実施例1及び2よりも高い温度でHIP処理
〔条件2: 900℃/0.5時間, 2000kgf/cm²,
条件3: 950℃/0.5時間, 2000kgf/cm²〕し
た。条件2では実施例1及び2よりも平均結晶粒径は大

きくなり、条件3ではサブミクロンサイズの平均結晶粒
径が得られた。代表的な例として本発明のNo. 5の鋼種
について表5にそれぞれの条件で得られた結晶粒径をま
とめた。

【0056】

【表5】

表 5

	温度(℃)×時間(h)	圧力(kgf/cm ²)	平均結晶粒径(nm)
条件1	850(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)	20
条件2	900(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)	85
条件3	950(℃)×0.5(h)	2000(kgf/cm ²)	250

【0057】本実施例と実施例1及び2で固化したバル
ク材料に、700℃～1050℃の温度範囲で5%～4
0%の圧下率まで熱間圧延を行い急冷し、その後室温で
引張試験(歪み速度: $\sim 10^{-4}/s$)した。HIP処理
による固化成形後に真空焼鈍した材料よりも耐力、伸び
が向上した。代表的な例として本発明のNo. 5の鋼種に

ついて700℃で20%の圧下率まで熱間圧延した試料
の応力-歪曲線を図10に示し、表6に700℃で熱間
圧延したときに得られた平均結晶粒径を示した。

【0058】

【表6】

表 6

圧下率(%)	平均結晶粒径(nm)
20	40
40	38
60	40
40	32

【0059】(実施例4)表1に示した組成の結晶粒超微細化オーステナイト鋼のHIP処理したバルク材料に応力腐食割れ試験としてCBB試験を行った。図11はCBB試験方法を示す斜視図である。試験片17に隙間をつけるためのグラファイトファイバーウール18と共にホルダ19の間に挟み、ボルト穴20にボルトを挿入し、ホルダ19間にアールをつけて締め付け、オートクレーブ中で応力腐食割れ試験に供した。試験条件は288℃、85kg/cm²の高温高圧純水(溶存酸素量8ppm)中で500時間浸漬した。その後試験片を取り出し、光学顕微鏡による試験片の断面観察から割れ発生の有無を調べた。全ての試料で割れは認められなかった。

【0060】(実施例5)実施例1で作製した本発明のNo.5の結晶粒超微細化オーステナイト鋼を800℃で熱間鍛造し、一般産業用構造部材として直径20mm、長さ300mmの棒及び幅50mm、長さ200、厚さ5mmの板を製造した。また、実施例1で作製した本発明のNo.2、No.5及びNo.17の結晶粒超微細化オーステナイト鋼を800℃で熱間鍛造し、図12に示す沸騰水型原子炉炉心用の各種構造部材を製造した。本原子炉は蒸気温度286℃、蒸気圧力70.7atgで運転され、発電出力として500、800、1100MWの発電が可能である。各名称は次の通りである。中性子線パイプ51、炉心支持板52、中性子計装検出管53、制御棒54、炉心シュラウド55、上部格子板56、燃料集合体57、上鏡スプレインズル58、ベントノズル59、圧力容器蓋60、フランジ61、計測用ノズル62、気水分離器63、シュラウドヘッド64、給水入口ノズル65、ジェットポンプ66、蒸気乾燥機68、蒸気出口ノズル69、給水スパージャ70、炉心スプレインズル71、下部炉心格子72、再循環水入口ノズル73、バッフル板74、制御棒案内管75。

【0061】前述の上部格子板56はリム胴21、フランジ22及びグリットプレート35を有し、これらにはSUS316鋼多結晶の圧延材が用いられる。グリットプレート35は互いに交叉しているだけで互いに固定はされていない。また、炉心支持板52は同じくSUS316鋼多結晶圧延材が用いられ、一枚の圧延板により製造され、燃料支持金具を取り付ける穴が設けられ、円周面で炉容器に固定される。従っていずれも中性子照射を受ける中心部では溶接部がない構造である。

【0062】図13は上部格子板の一部平面図である。図14は図13のVII-VII切断の断面図及び図15は図16のXIII部分を拡大した断面図である。前述の本発明

の合金を図15のボルト23に適用したものである。本発明のボルト23はリム胴21と上部フランジ22を固定するもので、丸棒の材料より切削加工によってネジを製造したものである。

【0063】図16は上部格子板の部分拡大図、図17は図16Xの部分拡大図及び図18は図17IXの部分拡大図である。上部格子板56のグリットプレート31とサポートプレート32を締め付け固定するボルト及びナット、グリットプレート31とサポートプレート32およびサポートプレート32とグリットプレート35を締めるボルト36及びナット37を上述と同様に本発明のNo.2、No.5及びNo.17超微細結晶粒オーステナイト鋼で作製した。

【0064】図19は炉心支持板52の断面図であり、炉心支持板には図20の燃料支持金具、図21の周辺燃料支持金具、図22の図21のXV拡大図である。アイボルト42が設けられ、これらの図20～図22の物品が前述の本発明の超微細結晶粒オーステナイト鋼によって作製されたものである。更に、炉心支持板41に取り付けられる炉心支持板ピン及び図23のワッシャ43を同様に超微細結晶粒オーステナイト鋼で作製した。

【0065】さらに図23は沸騰水型原子炉炉心各種構造物、たとえば炉心シュラウド55に発生した応力腐食割れ等の不具合を含む部分を機械的に保護するクランプ77、補修用ボルト78、補修用ナット79からなる補修方法を示す。図24はテーパ無しボルト80を使用した場合の補修部断面図、図25はテーパ付ボルト81を使用した場合の補修部の断面図で、テーパ付ボルト81はスリット付スリーブ82を介して炉心シュラウド55、クランプ77を固定する。ボルト、ナットは実施例1で作製した本発明のNo.2、No.5及びNo.17の超微細結晶粒オーステナイト鋼で作製した。

【0066】本発明の方法で作製した部材を、沸騰水型原子炉中で生じる条件を模擬し、更に、中性子照射量で $1 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2 (> 1 \text{ MeV})$ まで中性子照射した。非照射材と照射材に室温で引張試験(歪み速度: $\sim 10^{-4} / \text{s}$)した。本発明による結晶粒超微細化オーステナイト鋼は従来実用材316L鋼に比して、耐力の増加及び伸びの低下に代表される材料の照射劣化がわずかであった。また、本発明材の中でも、Ti、Zr、Nb添加をした材料が良好な耐照射損傷性を示した。代表的な例として表7に、本発明の表1中のNo.2、No.5及びNo.17と従来実用材316L鋼について、照射前後の耐力及び伸びをまとめた。

【0067】

【表7】

表

上段：非照射材

下段：照射材

No. (粒径：d)	耐力(MPa)	伸び(%)
2	762	15
(d = 82 nm)	785	13
5	780	12
(d = 70 nm)	801	10
17	761	17
(d = 85 nm)	770	16
316 L 鋼	210	60
(d = 20 μm)	1100	0.4

【0068】前述した使用箇所としてその中性子照射量が $1 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ である高い中性子照射を受ける部分で、ボルト、ナットの如く高応力を受け、外部からその表面を直接観察できない部材を耐照射損傷性の高い部材によって構成することが重要である。そして、これらの部材は周囲の構造物との材質と類似又はほぼ同一の組成とすることが高温純水中での電位を同等にする点からも必要である。また本発明の方法で作製した超微細結晶粒オーステナイト鋼に含まれる多量の結晶粒界は照射欠陥の消滅場所として働き得ることから、母相中の照射による欠陥の蓄積がより抑えられ、いわゆる照射脆化、照射下クリープ等の抑制効果も大きい。

【0069】本実施例ではボルト、ナットを製造したが、上部格子板のグリッドプレート35、炉心支持板52を同じ材料の超微細結晶粒オーステナイト鋼で使用することも非常に有効である。そして、大型部材を熱間静水圧によって製造することができるので、図13～図25の各種炉内構造物全てを部材の種類に応じて組成を選択して用いることができる。

【0070】図26は円形の上部格子板56の切断面の断面図及び図27は円形の炉心支持板52の切断面の断面図である。これらの構造物は同じく表1に示すNo. 5の合金を用い、実施例1に示す製造法による熱間圧延及び熱処理によって得た板を用いて溶接によって製造した

ものである。

【0071】図28は中性子計装検出管53を示す炉心部断面拡大図である。中性子計装検出管53は原子炉圧力容器下鏡に溶接接続されたハウジングに溶接によって接続される。本実施例では同じく表1に示すNo. 5の合金を用い、シームレスの中性子計装検出管53が熱間によって製造され、実施例1に記載の最終熱処理が施されたものである。

【0072】図29は制御棒の斜視図であり、本実施例ではシース及びBCチューブに表1に示すNo. 5の合金を用いた。BCチューブは熱間によって素管を作った後、ビルガーマルによって冷間圧延と焼鈍とを繰返して得た。またシースは冷間圧延と焼鈍を繰返し薄板とした後、溶接によって得た。

【0073】図30は燃料集合体57の部分断面図である。燃料集合体57の主な構成は燃料棒151、ウォータロッド152、チャンネルボックス154、上部タイププレート155、下部タイププレート156、スペーサ157及びハンドル161からなり、結合するためのボルト及びナットが多数使用される。これらの構成部品には本発明の合金を用いることができる。ハンドル、上部及び下部タイププレートの構造物は熱間鍛造後に溶体化処理が施され、チャンネルボックス及びスペーサの薄板は熱間圧延後に溶体化処理し、冷間圧延と焼鈍を繰返し製造され、燃料棒の被覆管及びウォータロッドの薄肉管はビルガーマルによって製造される。

【0074】図31は燃料棒の部分断面図であり、被覆管164及び端栓167ともに本発明に係る合金が用いられる。

【0075】図32は中性子源パイプの一部断面斜視図で、本実施例では表1に示すNo. 5の合金を用いて製造した。本パイプのパイプ部分は熱間にてシームレス管とし、上部の棒の部分と下部の厚肉部分は熱間鍛造及び熱処理とも実施例1と同じ製造工程によって得た。接合部はいずれも電子ビーム溶接によって接合した。

【0076】以上の構成によって得られるBWR発電プラントの主な仕様は表8に示す通りである。

【0077】

【表8】

表 8

項 目	A BWR	BWR
電 気 出 力	1350MW	1100MW
原 子 炉 熱 出 力	3926MW	3293MW
原 子 炉 圧 力	7.17MPa(73.1kgf/cm ²)(abs)	7.03MPa(71.7kgf/cm ²)(abs)
主 蒸 気 流 量	7480t/h	6410t/h
給 水 温 度	215℃	215℃
定 格 炉 心 流 量	52×10 ⁶ kg/h	48×10 ⁶ kg/h
燃 料 集 合 体 数	872体	764体
制 御 棒 本 数	205本	185本
炉 心 平 均 出 力 密 度	50.5kW/l	50.0kW/l
原 子 炉 内 径	7.1m	6.4m
圧 力 容 器 高 さ	21.0m	22.2m
原 子 炉 再 循 環 方 式 (ポンプ台数)	インターナルポンプ(10)	外部再循環ポンプ(2) ジェットポンプ(20)
制 御 棒 通 常	微調整電動式	水圧駆動式
駆 動 方 式 スクラム	水圧駆動式	水圧駆動式
非 常 用 炉 心 冷 却 系	自動減圧系 高圧系(3系統) 低圧系(3系統)	自動減圧系 高圧系(1系統) 低圧系(4系統)
原 子 炉 停 止 時 冷 却 系	3系統	2系統
原 子 炉 格 納 容 器 形 式	鉄筋コンクリート製 ライナ内張り	鋼製自立式
タ ー ビ ン 形 式	TC6F-52型(2段再熱)	TC6F-41/43型(非再熱)
気 水 分 離 器	二重管, 3段式×349本	三重管, 2段式×225本
給 水 ス パ ー ジ ャ サーマルスリーブ	溶接型二重サーマルスリーブ	溶接型一重サーマルスリーブ
高 圧 炉 心 注 水 ス パ ー ジ ャ	注水方式	スプレー方式
低 圧 注 水 ス パ ー ジ ャ	ダウンカム注入方式	シュラウド内注入方式
上 部 格 子 板	一体削り出し型	格子板はめこみ型
炉 心 支 持 板	クロス補強ビーム	平行補強ビーム
インコアスタビライザ	2段, シュラウド固定	1段, シュラウド固定なし
制 御 棒	速度リミッタなし バイオネットカップリング方式	速度リミッタあり スパッドカップリング方式
シ ュ ラ ウ ド サ ポ ー ト レ グ	高さ: 21.7インチ 10本(インターナルポンプ間に配置)	高さ: 57.5インチ 12本
最 大 被 中 性 子 照 射 量	4~5×10 ²² n/cm ²	1×10 ²² n/cm ²
運 転 年 数	30年以上	30年以上
平 均 出 力 (稼 働 率)	85%以上	85%以上
運 転 期 間	12ヶ月/回	12ヶ月/回
定 検 期 間	50日以内/回	50日以内/回

【0078】本実施例によれば、本発明に係る合金によって構成した各部材はいずれも30年無交換で使用可能となり、更に検査によって40年で無交換で使用できる見通しが得られた。原子炉温度は288℃であり、12ヶ月運転後で1回当たり50日以内、好ましくは40日以内、特に好ましくは30日での定期点検が繰返し実施されるとともに、稼働率85%以上、より好ましくは90%以上、特に好ましくは92%、熱効率35%とする。

【0079】(実施例6)図33は新型沸騰水型原子力発電における原子炉の断面図である。

【0080】原子炉圧力容器は、原子力発電所の中心機器であり、ABWRでは、特にインターナルポンプを取り付けるノズル部は、原子炉圧力容器内に温度および圧力変化が生じて、インターナルポンプの回転機能へ影響を与え、また電動機部への熱の伝達が少なくなるような、スリーブ型の最適形状である。

【0081】また炉内構造物は、インターナルポンプ採用による流動振動への影響を少なくしている。

【0082】炉心流量の計測は、インターナルポンプの部分運転の状態を考慮して、実験による検証も含めて精度の確保が図られている。タービンに流れる蒸気流量の計測は、原子炉圧力容器の主蒸気ノズル部に設けたベンチュリ構造によって行い、計測精度が十分確保される。

【0083】RPV(原子炉圧力容器)は、冷却材の圧力バウンダリを構成するとともに、炉心および圧力容器内部構造物を内蔵し保持する機能を持つ。

【0084】従来のRPVでは、燃料集合体764体、ジェットポンプおよび内部構造物を収納して内径約6.4mとなっているが、ABWRでは燃料集合体が872体に増加したこと、インターナルポンプの炉内取り扱いスペースを確保し内径を約7.1mとした。

【0085】従来のRPVの内高は約22mであるのに

対し、ABWRでは次に示す(a)～(d)の要因によって約21mにした。

【0086】(a)高効率気水分離器の採用によって、スタンドパイプ長さを短くしたこと。

(b)FMCRDの採用により、制御棒落下速度制限器が不要になったこと。

【0087】(c)上ぶた・主フランジ構造変更による上ぶた高さを低くしたこと。

【0088】(d)下鏡の皿型形状の高さを低くしたこと。

【0089】下鏡形状はインターナルポンプの採用に伴い、インターナルポンプの压力容器下部への据付け必要スペースを確保すること、および冷却水の循環流路を考慮して下鏡形状を従来の半球型から皿型にした。また、インターナルポンプを一体鍛造とし、溶接線数の少ない設計とした。

【0090】支持スカートは、インターナルポンプの取り扱いなどに必要なスペースを確保するとともに、インターナルポンプ用の熱交換器をペDESTAL内に設置するために胴部を円錐形状とした。

【0091】インターナルポンプの採用に伴い、従来のプラントの冷却材再循環出口・入口ノズルがなくなるの

で、胴部炉心領域以下に大口径ノズルのないものにし、大きな冷却材喪失事故を仮定する必要はない。

【0092】従来のプラントでは、流量制限器は主蒸気管上の隔離弁に至る立下り部分に設置されていたが、これを主蒸気ノズルに設置することにより、主蒸気配管破断事故に対する安全余裕の向上、格納容器スペースの最適化を図った。

【0093】炉内構造物要目の実施例5のBWRとの比較を表8に示す。

【0094】炉内構造物は、RPV内にあって、炉内の支持と冷却材の流路の形成、および炉心で発生した熱水、蒸気を気水分離する機能などの主要な役目のほか、仮想事故下での冷却水の炉心注水路の確保など、その性格上十分な健全性と信頼性が要求されている。

【0095】表9はABWRプラント用蒸気タービン・発電機設備の基本仕様は、50Hz用で比較すると、BWRプラントに比較しABWRプラントでは、原子炉熱出力19.2%増に対して電気出力23.3%増とした高効率形プラントである。

【0096】

【表9】

表 9

項	目	BWRプラント	
		A	B
1. 原子炉	●定格熱出力	3293MW	3293MW
	●給水温度	215.5℃	215.6℃
	●型式	TC6F-52	TC6F-43
2. タービン	●定格電気出力	1356MW	1137MW
	●主蒸気圧力	6.79MPa(abs)	6.65MPa(abs)
	●回転数	1500r/min	1800r/min
	●定格真空度	5.07kPa(abs)	5.07kPa(abs)
	●冷却管材料	チタン	チタン
3. 復水器	●内蔵ヒータ	低圧4本	低圧4本
	●型式	2段再熱式	2段再熱式
4. 湿分離加熱器	●主蒸気管導入	サイドエントリ	フロントエントリ
	●給水ポンプ	TDRFP×2台 MDRFP×1台	TDRFP×2台 MDRFP×2台
5. 主蒸気系	●ヒータドレン	ポンプアップ	カスケード
	●型式	TFLQ-KD	TFLQ-KD
6. 復水給水	●定格出力	1540MVA	1280MVA
	●梗数	4	4
	●力率	0.9	0.9

ABWR(改良型沸騰水型原子炉), BWR(沸騰水型原子炉), TDRFP(タービン駆動給水ポンプ), MDRFP(電動機駆動給水ポンプ)

【0097】本実施例でも実施例5と同様に各炉内部材の結合のためのボルト、ナットを実施例1～4に記載の平均結晶粒10～600nmを有する焼結鋼を使用することができることは勿論であるが、その他実施例5に記載の炉心構造物への適用についても前述の実施例と同様である。

【0098】(実施例7)図34は加圧水型原子炉(PWR)の炉内構造の斜視図である。

【0099】原子炉関係設備には原子炉、一次冷却回路およびその補助設備などがあり、図に示すように原子炉容器とその中に収納される炉、炉内構造物、制御棒クラスタおよび駆動装置よりなる。

【0100】炉心は燃料集合体群が上、下部炉心板およびバッフル(シュラウド)で固定された部分で、全体的にはほぼ円柱形をなしている。

【0101】原子炉容器の冷却材出入口ノズルおよび低圧注入ノズルは炉心上部よりさらに上方に取り付けられ、炉心は常に冷却材中にあるように考慮されている。

【0102】原子炉容器上部のノズルより入る一次冷却材は炉心バルブ構造物と原子炉容器間の円環部を下方に流れ、原子炉容器底部で上方に方向を変えて混合板を通り、一流量分布で炉心下部に入る。燃料要素の核分裂により発生する熱を吸収して高温になった一次冷却材は原子炉容器上部のノズルより蒸気発生器に送られる。

【0103】炉心の有する反応度は次の2方法で制御される。

【0104】(1) 制御棒クラスタによる起動、停止、負荷変化などに伴う比較的急速な反応度変化の制御。

【0105】(2) 一次冷却材中に溶解されるほう素濃度の調整による燃料燃焼に伴う反応度減少の補償、Xe、Smの変化に伴う反応度の変化、常温から運転温度までの温度変化によって起こる反応度の変化など緩慢な反応度変化の制御。

【0106】炉心は出力により所定数の燃料集合体を上、下炉心板とバッフルにより、ほぼ円柱形に形成されている。発電出力と燃料集合体数とは300~500MWeでは121個、800MWeでは157~177個、1100MWeでは193~249個である。

【0107】炉心重量は下部炉心支持板、炉心バレル、上部炉心支持板などにより原子炉容器のフランジに支持されている。また、炉心部の横振動は炉心バレル下端側面にある数個のキーとそれに対応する位置にある原子炉容器側キー溝により抑制される。

【0108】炉心は大体同数の同心円状の燃料集合体を有する3領域に分けられ、初装荷燃料の場合は濃縮度を変え、外周部の方に濃縮度の高い燃料集合体を装荷する。燃料交換の場合は中心領域の燃料を取り出し、その外側の二つの領域の燃料を中心方向に移動し、外周に新燃料を装填する3領域、外→内式3サイクル方式であるが、他、炉心中央部の高燃焼度に達した燃料を取り出しその位置に外周部の燃料を系し、外周部に新燃料を装荷する。いわゆる3領域チェッカーボード式3サイクル方式もある。

【0109】これらの方式により、炉心の出力分布が平坦化されて出力密度を高くすることができ、また燃料の平均燃焼度が高くなり、燃料費を低下させることができる。PWRでは燃料取替期間は燃料により異なるが1年以上である。

【0110】なお、燃焼度は次第に上がり、平衡炉心平均約33000MWD/MT(最大燃焼度50000MWD/MT)のものがある。

【0111】本実施例でも実施例6と同様に炉内構造物として実施例1~5に記載の平均結晶粒径10~600nmの微細結晶粒を有する焼結鋼を用いることができる。炉心構造物の部品として、上部炉心支持板、炉心バレル、上部炉心板、燃料集合体では実施例5と同様、下部炉心支持板、下部炉心板、バッフル支持板、炉心バッフル、制御棒クラスタ、支持パット、制御棒クラスタ案内管、制御棒クラスタ駆動軸の他、これを結合するボルト、ナット類が特に有効である。

【0112】本実施例によれば実施例5と同様の運転年数、稼働率、運転期間、定検期間及び熱効率が得られる。

【0113】(実施例8)図35は、本発明鋼を用いた

トーラス型核融合装置の概要を縦断面図にて示したものである。図で、ベース131上にプラズマ133の加熱及び制御を行うポロイダル磁場コイル134とダイバーコイル135、及びプラズマ133を閉じ込めるトロイダル磁場コイル136の内側に中空ドーナツ型の真空容器137内に、例えばヘリウムのような冷却剤を供給して熱交換するブランケット138の内側に、燃料として重水素若しくは三重水素を入れてプラズマ133を生成するとともに、真空容器137の下部137aに遮蔽筒体139に嵌装し、この遮蔽筒体139の内側にダイバータコイル135に接続され、冷却管ヘッダ140に支持された各ダイバータ141にプラズマ133より引出されたプラズマの一部133a(He等の不純物)を当て、さらに遮蔽筒体139の開口部139aに排気管42を介して排気ポンプ143を設け、排気管142の上位の真空容器137に中性粒子入射装置144を設置した。

【0114】核融合装置は水冷構造を有する真空容器137内に重水素等を入れておき、他方、ポロイダル磁場コイル134、ダイバータコイル135及びトロイダル磁場コイル136に電流を供給し、真空容器137内の重水素等をプラズマ133に置換すると共に、真空容器137内に中性粒子入射装置144で中性粒子を照明してプラズマ133を二次加熱し、このプラズマ133に生じた熱エネルギーをブランケット38内に流れる冷却剤と熱交換し、この熱交換した冷却剤を装置外に取り出して、これにより、例えばタービンを駆動し得るものである。また一方、真空容器137内のプラズマ133のスパッタリングにより生じる不純物は、プラズマ発生効率を低減させるばかりでなく、真空容器137表面の高熱による損傷の原因となるので、この損傷の原因となる不純物を除去するためにダイバータ141が設けられており、ダイバータ141に不純物を当てて除去するものである。ブランケット138の内側には第一壁146が設けられ、水冷却される金属ベース147にセラミックスタイル148がメタル接合されたものとなっている。

【0115】図36はダイバータ141の概要を示すものである。図で、ダイバータ141はプラズマから大きな熱負荷と、ダイバータ141に発生するうず電流が大きな電磁力となって作用する。ダイバータ141は、長尺の板が複数トーラス方向に並び、冷却管ヘッダ140とサブヘッダ140a及びダイバータ141の下面に取り付けた支持架台145により支持されている。また、ダイバータ141は複数枚を1ブロックとし、トーラス方向に複数のブロックにより構成されている。各ブロックは水冷却される金属ベース147にセラミックスタイル148が結合した構造を有する。セラミックスタイル148は0.2cal/cm・sec・℃以上の高熱伝導性を有するものが好ましい。特にSiCにBe又はBe化合物を0.2~2重量%以上含む焼結体、AlN又はこれに

前述のBe化合物と同様に含む結体を用いるのが好ましい。

【0116】本実施例で、ダイバータ141、真空容器137及び第一壁146はいずれも多量の中性子、およびプラズマから漏洩する種々の粒子線の照射を受け、また冷却のために水と接する構造になっており、高温水と接触することになる。これらの構造物の金属ベースに表1のNo.5に関わる鋼で製作することにより、中性子照射下での粒界水素割れ感受性を低減することができ、耐照射脆化性の向上が図れる。

【0117】これらの構造はいずれも実施例1に示す熱間圧延した後、冷間圧換と焼鈍を繰返した後、同様に1050℃、30分の溶体化処理を行い、全オーステナイト相からなる。

【0118】

【発明の効果】本発明によれば、一般的に粒界が材料劣化の主因となり得る環境化で使用される強度部材に適用され、耐食性、強度に優れるため、製品の安全性、信頼性の向上に顕著な効果が得られる。また、原子炉炉心だけでなく、水冷却環境や水素が存在する環境で使用され、放射線照射損傷を受ける核融合炉用構造部材に適用され、耐照射損傷性に優れるため、製品の安全性、信頼性の向上に顕著な効果が得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼の平均結晶粒径と耐力及び伸びの関係を示す特性図。

【図2】本発明に係る結晶粒超微細化オーステナイト鋼を製造するのに用いた装置の斜視図。

【図3】本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼を製造するのに用いた機械的合金化粉末のミリング時間とX線回折強度の関係を示す特性図。

【図4】本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼を製造するのに用いた機械的合金化粉末のミリング時間と平均結晶粒径の関係を示す特性図。

【図5】本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼を製造するのに用いた機械的合金化粉末のミリング時間とX線回折強度から求めた相変化の関係を示す特性図。

【図6】本発明に係る結晶粒超微細化オーステナイト鋼を製造するのに用いた装置の説明図。

【図7】本発明のNo.5オーステナイト鋼の熱処理温度と平均結晶粒径の関係を示す特性図。

【図8】本発明のNo.5オーステナイト鋼の熱処理時間と平均結晶粒径の関係を示す特性図。

【図9】本発明のNo.5オーステナイト鋼と従来材実用316L鋼の平均結晶粒径と耐力の関係を示す特性図。

【図10】本発明のNo.5オーステナイト鋼の真空焼鈍材と圧延急冷材の応力-歪曲線を示す特性図。

【図11】応力腐食割れ試験方法を示す斜視図。

【図12】本発明の結晶粒超微細化オーステナイト鋼を用いた原子炉炉心を示す斜視図。

【図13】上部格子板の部分平面図。

【図14】図15のVII部分の断面図。

【図15】VIII部分の拡大図。

【図16】上部格子板部分の拡大図。

【図17】図18のX部の拡大図。

【図18】XI部の拡大図。

【図19】炉心支持板の断面図。

【図20】燃料支持金具の斜視図。

【図21】周辺燃料支持金具の断面図。

【図22】図21のXV部の拡大図。

【図23】不具合部の補修方法を示す説明図。

【図24】テーパ無しボルトを使用した補修部の断面図。

【図25】テーパ付ボルトを使用した補修部の断面図。

【図26】上部格子板の正面図。

【図27】炉心支持板の正面図。

【図28】中性子計装検出管の断面図。

【図29】制御棒の部分の斜視図。

【図30】燃料集合体の断面図。

【図31】燃料棒の部分断面図。

【図32】中性子源ホルダの断面図。

【図33】ABWR原子炉の断面図。

【図34】PWRの炉心構造を示す断面図。

【図35】核融合炉の断面図。

【図36】ダイバータの斜視図。

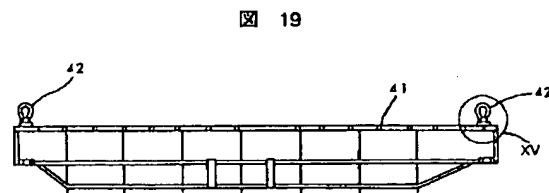
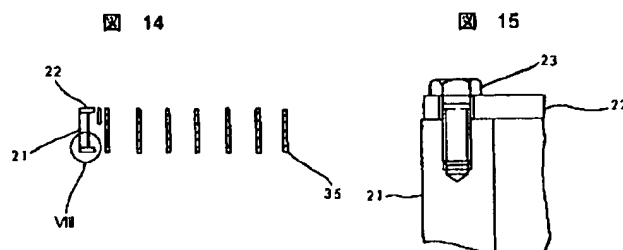
【符号の説明】

1…粉碎タンク、2…冷却水入口、3…冷却水出口、7…アジテータアーム。

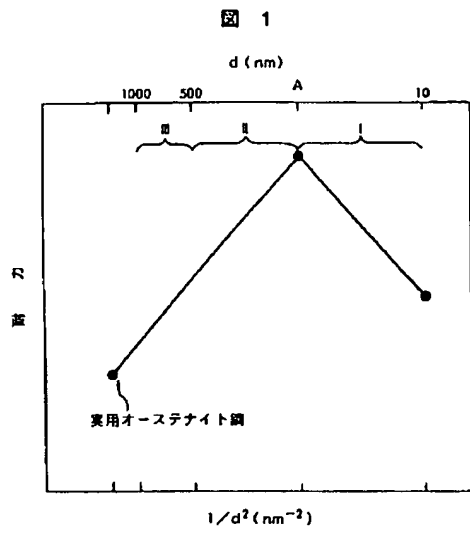
【図14】

【図15】

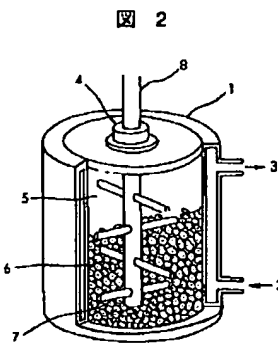
【図19】



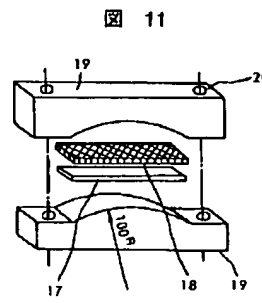
【図1】



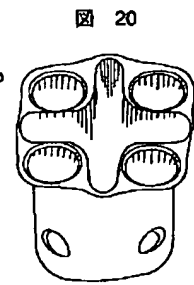
【図2】



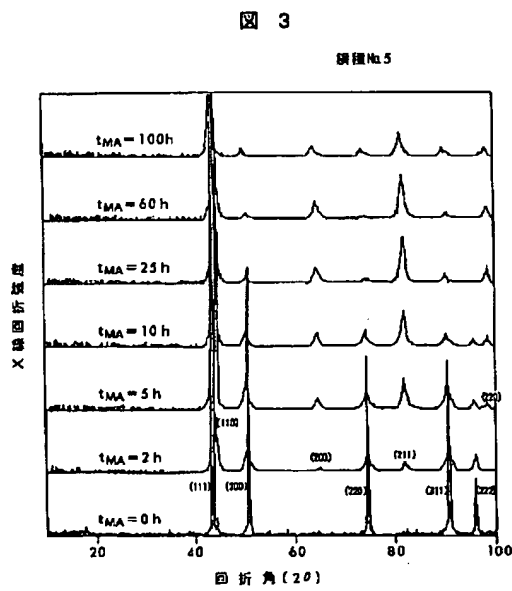
【図11】



【図20】



【図3】



【図4】

図 4

鋼種No.5

平均結晶粒径 (nm)

ミリング時間 (h)

HIP

35 32 34 33

【図17】

図 17

【図5】

図 5

鋼種No.5

体積分率 (%)

ミリング時間 (h)

HIP後

b_{cc}

f_{cc}

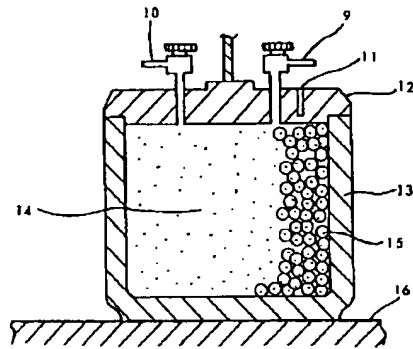
【図13】

図 13

22 35 V6 V7

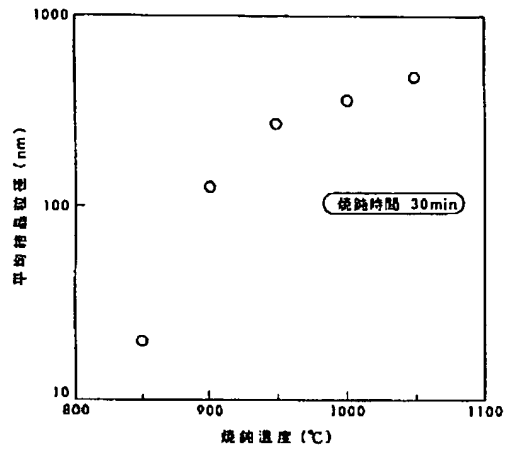
【図6】

図 6



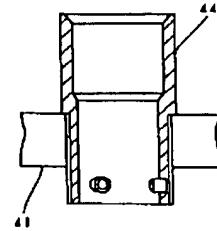
【図7】

図 7



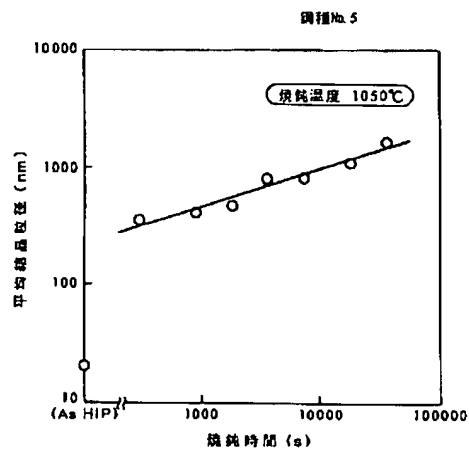
【図21】

図 21



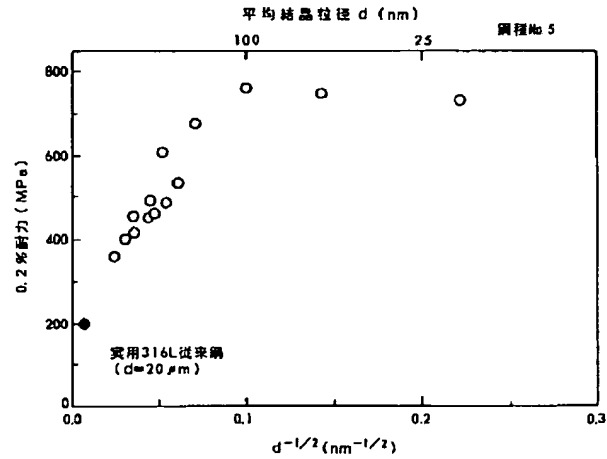
【図8】

図 8



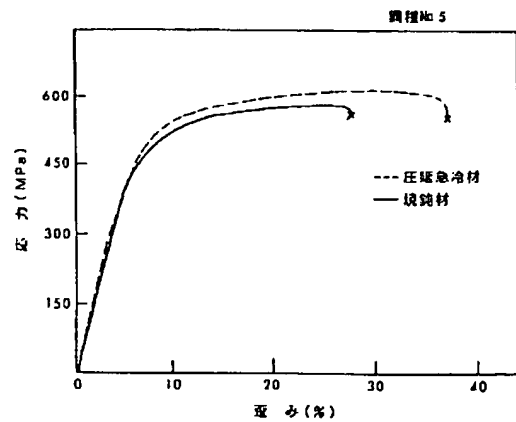
【図9】

図 9



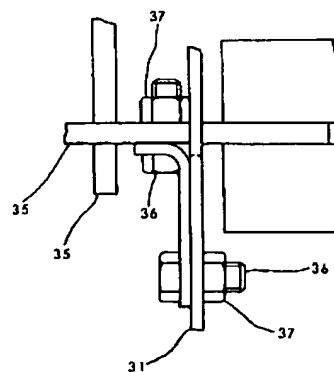
【図10】

図 10



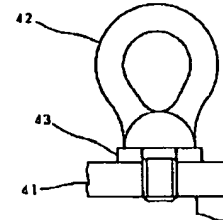
【図18】

図 18

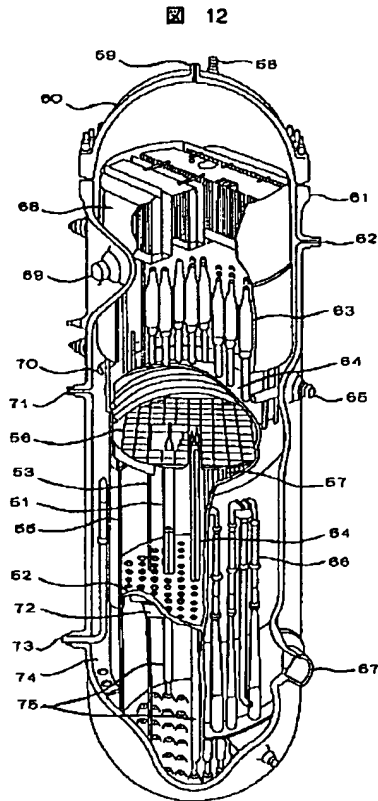


【図22】

図 22

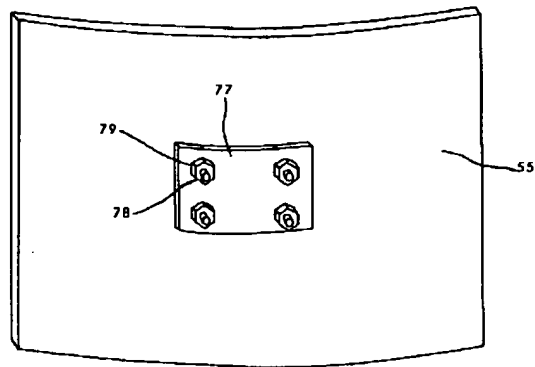


【図12】



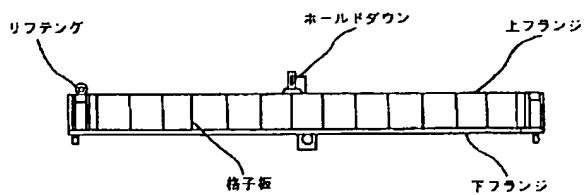
【図23】

図 23



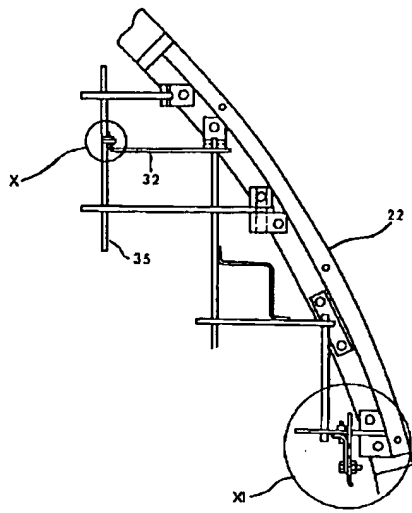
【図26】

図 26



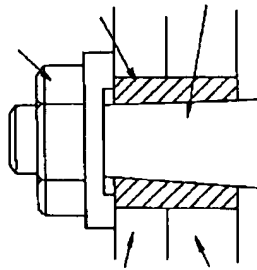
【図16】

図 16



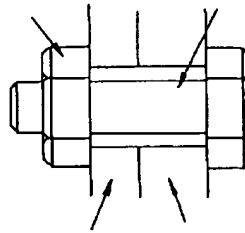
【図25】

図 25



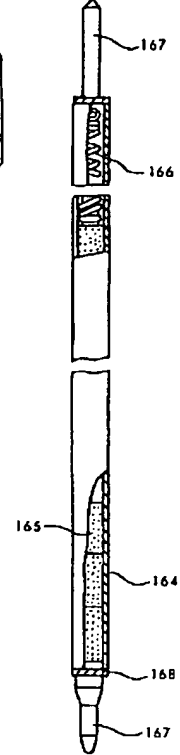
【図24】

図 24



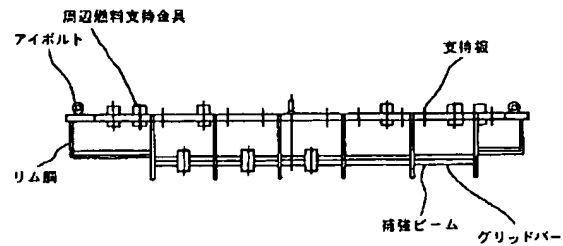
【図31】

図 31

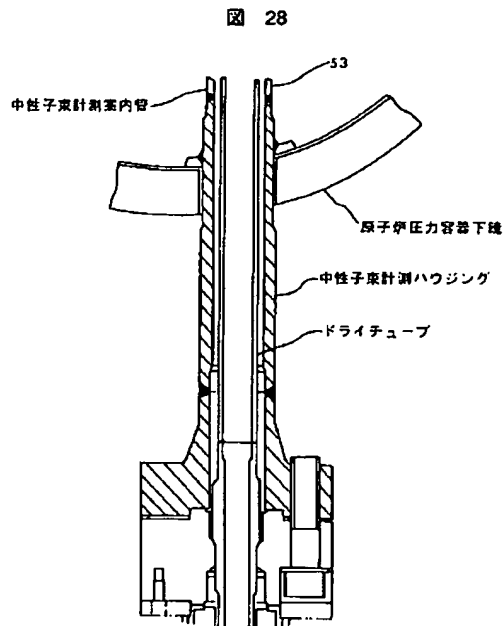


【図27】

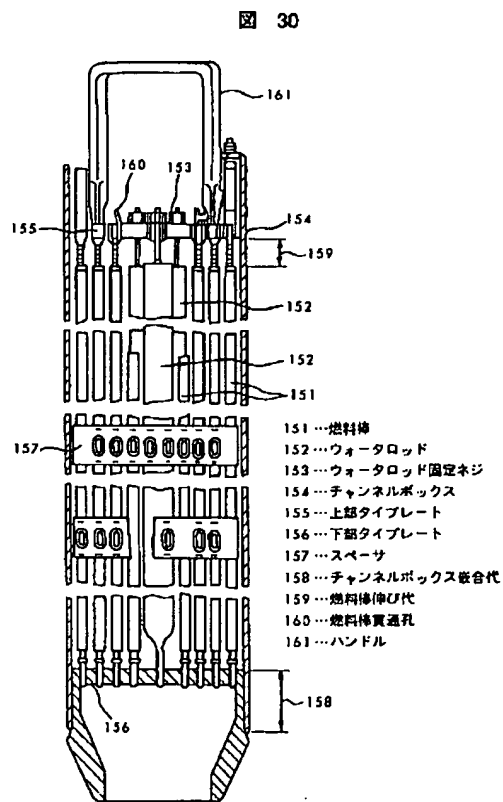
図 27



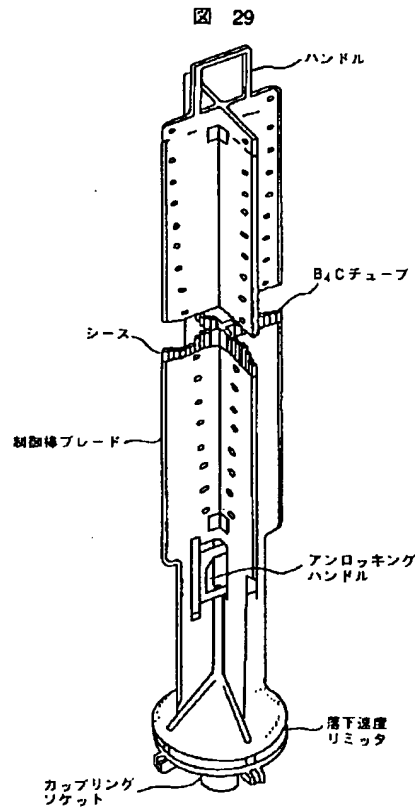
【図28】



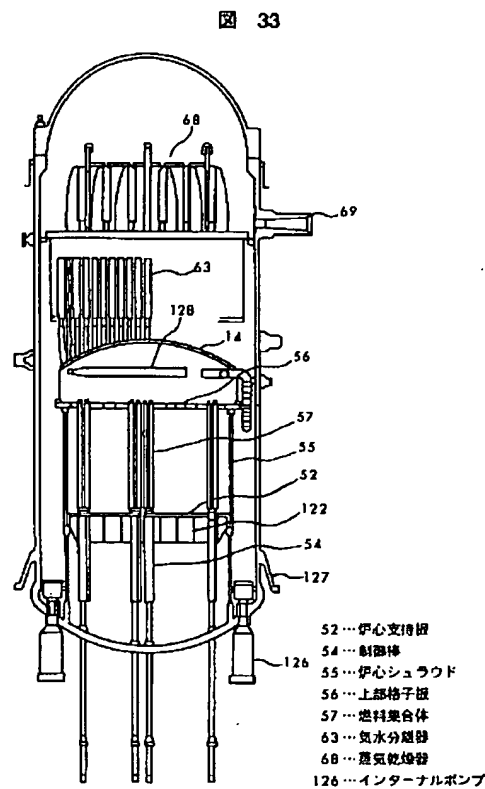
【図30】



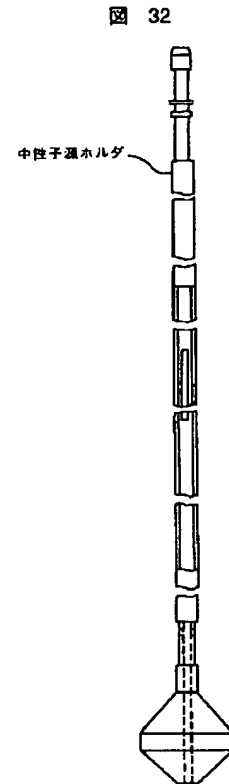
【図29】



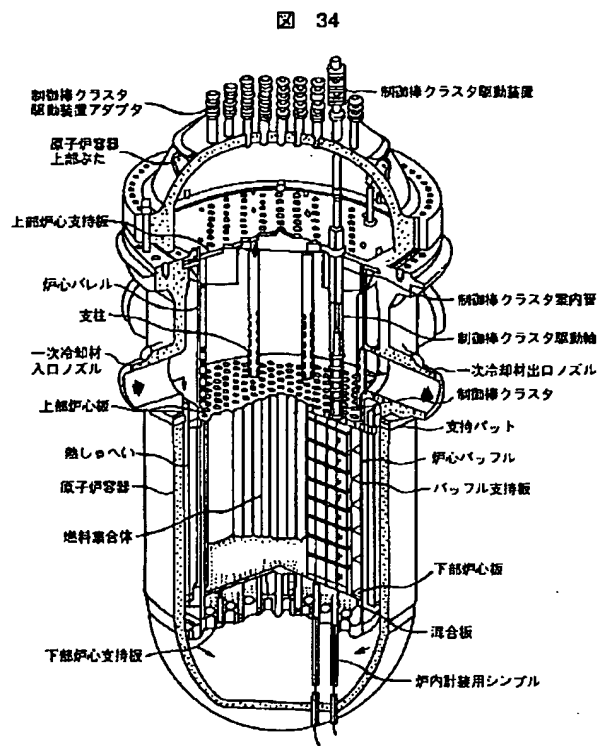
【図33】



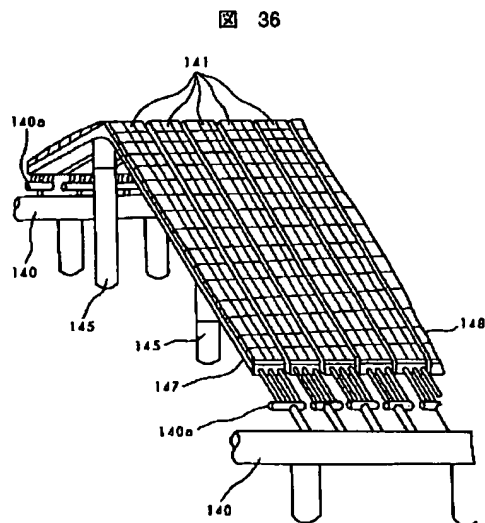
【図32】



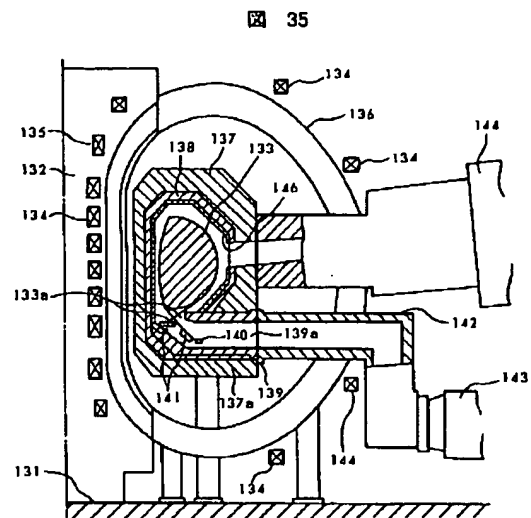
【図34】



【図36】



【図35】



フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁶

G 2 1 B 1/00

G 2 1 C 3/10

3/30

3/34

識別記号

F I

G 2 1 B 1/00

G 2 1 C 3/10

5/00

3/30

D

B

C

V